

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-118734

(43)Date of publication of application : 09.05.1995

(51)Int.Cl.

C21D 8/00
// C22C 38/00
C22C 38/48

(21)Application number : 06-228945

(71)Applicant : NKK CORP

(22)Date of filing : 30.08.1994

(72)Inventor : HIRAI TATSUYUKI
KIMURA HIDETO
KOBAYASHI YASUO
SUWA MINORU

(30)Priority

Priority number : 05239039 Priority date : 31.08.1993 Priority country : JP

(54) PRODUCTION OF HIGH STRENGTH AND HIGH TOUGHNESS MARTENSITIC STAINLESS STEEL EXCELLENT IN CAVITATION EROSION RESISTANCE AND WEAR RESISTANCE

(57)Abstract:

PURPOSE: To inexpensively produce a stainless steel for a welding structure excellent in strength, toughness, CE resistance and wear resistance.

CONSTITUTION: A martensitic stainless steel contg. by weight, $\leq 0.05\%$ C, $\leq 1.0\%$ Si, $\leq 1.0\%$ Mn, $\leq 5.0\%$ Cu, 1.5 to 7.0% Ni, 12.0 to 17.5% Cr, 0 to 2.0% Mo (including the case of no addition) and $\leq 0.02\%$ N is subjected to hot working in which the draft at $\leq 1000^\circ\text{C}$ is regulated to $\geq 10\%$ and finished at $\geq 700^\circ\text{C}$. Immediately after the hot working, it is cooled to the vicinity of a room temp. at $\geq 3^\circ\text{C/min}$ cooling rate, by which the subsequent hardening treatment is obviated. In the case 0.05 to 0.5% Nb is furthermore added as the chemical componental compsn. of the stainless steel, the heating temp. is regulated to T ($^\circ\text{C}$) in the following inequality (1). Moreover, in succession to the same, tempering treatment can directly be executed: $T \geq [7600 / (3.54 - \log[\text{Nb}(\%)] [\text{C}(\%)+\text{N}(\%)])] - 273 - (1)$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 29.11.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 19.08.2003

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-118734

(43) 公開日 平成7年(1995)5月9日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/00		E 7217-4K		
// C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z			
38/48				

審査請求 未請求 請求項の数 4 F D (全 10 頁)

(21) 出願番号	特願平6-228945	(71) 出願人	000004123 日本鋼管株式会社 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号
(22) 出願日	平成6年(1994)8月30日	(72) 発明者	平井 龍至 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
(31) 優先権主張番号	特願平5-239039	(72) 発明者	木村 秀途 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
(32) 優先日	平5(1993)8月31日	(72) 発明者	小林 泰男 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日 本鋼管株式会社内
(33) 優先権主張国	日本 (J P)	(74) 代理人	弁理士 潮谷 奈津夫

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐キャビテーション・エロージョン性及び耐摩耗性に優れた高強度、高靱性マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 高速船の水中翼、ダムの排砂設備等の部材として、強度、靱性、耐CE性及び耐摩耗性に優れた溶接構造用ステンレス鋼を安価に製造する。

【構成】 重量% で、C:0.05% 以下、Si:1.0%以下、Mn:1.0%以下、Cu:5.0%以下、Ni:1.5 ~7.0%、Cr:12.0~17.5%、Mo:0~2.0% (無添加の場合を含む)、N:0.02%以下を含むマルテンサイト系ステンレス鋼に対して、1000℃以下での加工率が10% 以上で、且つ700℃以上で仕上がる熱間加工を施し、熱間加工後、直ちに3℃/min以上の冷却速度で室温付近まで冷却することにより、その後の焼入処理を省略する。上記発明において、ステンレス鋼の化学成分組成として更にNb:0.05 ~0.5%を含有する場合は、加熱温度を下記(1)式のT(℃)とする。また、上記それぞれの発明の構成に次いで、更に、直接、焼戻処理を施すこともできる。T ≧ {7600 / (3.54 - log [Nb (%)])} - 273 — (1)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量% で、C:0.05% 以下、Si:1.0% 以下、Mn:1.0% 以下、Cu:5.0% 以下、Ni:1.5~7.0%、Cr:12.0~17.5%、Mo:0~2.0% (無添加の場合を含む)、N:0.02% 以下を含むマルテンサイト系ステンレス鋼に対して、1000° C 以下での加工率が10% 以上で、且つ700° C 以上で仕上がる熱間加工を施し、熱間加工後、直ちに3° C/min 以上の冷却速度で室温付近まで冷却することにより、その後の焼入処理を省略することを特徴とする、耐キャビテーション・エロージョン性及び耐摩耗性に優れた高強度、高靱性マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法。

$$T \geq \{7600 / (3.54 - \log[Nb(\%)] [C(\%) + N(\%)])\} - 273 \text{ ——— (1)}$$

【請求項3】 請求項1に記載された方法により製造された鋼に対して、更に焼入処理を施すことなく、直接、焼戻処理を施すことを特徴とする、耐キャビテーション・エロージョン性及び耐摩耗性に優れた高強度、高靱性マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法。

【請求項4】 請求項2に記載された方法により製造された鋼に対して、更に焼入処理を施すことなく、直接、焼戻処理を施すことを特徴とする、耐キャビテーション・エロージョン性及び耐摩耗性に優れた高強度、高靱性マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 この発明は、耐食性に加えて強度、靱性、耐キャビテーション・エロージョン性、及び耐摩耗性が要求される高速船の水中翼、ダムの排砂設備等の鋼材として利用できるマルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 水力発電用ランナー等の高速流水環境では、従来、耐キャビテーション・エロージョン性 (以下、耐CE性と呼ぶ) に優れた13%Cr-4~6%Ni系鉄鋼や鋼板が用いられてきた。しかし、同じく高速流水環境にある高速船の水中翼では、船体の大型化、ハイスピード化にともない、部材の軽量化及び耐CE性の向上が必要とされている。

【0003】 一方、水門の戸当り板等の耐食性と耐摩耗性が要求される用途には、マルテンサイト系、高N含有オーステナイト系、2相系等の高硬度ステンレス鋼が従来用いられている。また、ダム底に川砂利が堆積することを防止するため、最近、排砂設備の設置が検討されているが、本用途では砂利による摩耗が著しいことから、より耐摩耗性に優れた材料が要求されている。

【0004】 このような部材の軽量化、並びに耐CE性、耐摩耗性の向上には、より一層の高耐力、高硬度化が有効であり、本用途に対して現在、SUS630 (17-4PH) 等の析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼や上記のCr-Ni系マルテンサイト系ステンレス鋼に微量合金元素

* 【請求項2】 重量% で、C:0.05% 以下、Si:1.0% 以下、Mn:1.0% 以下、Cu:5.0% 以下、Ni:1.5~7.0%、Cr:12.0~17.5%、Mo:0~2.0% (無添加の場合を含む)、Nb:0.05~0.5%、N:0.02% 以下を含むマルテンサイト系ステンレス鋼に対して、(1) 式で表せる温度域T (° C) に加熱後、1000° C 以下での加工率が10%以上で、且つ700° C 以上で仕上がる熱間加工を施し、熱間加工後、直ちに3° C/min 以上の冷却速度で室温付近まで冷却することにより、その後の焼入処理を省略することを特徴とする、耐キャビテーション・エロージョン性及び耐摩耗性に優れた高強度、高靱性マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法。

を含有した鋼種 (例えば、特開平3-188240号公報) が有望視されている。

【0005】 これらの鋼種はCu、Nb等の合金元素の含有量に差はあるものの、いずれもCを0.05% 以下に低減し、Niを含有させることによりδフェライトを極力抑えているため、焼入処理 (析出硬化型ステンレス鋼では固溶化熱処理と呼ぶが、便宜上、以下では焼入処理と表現する) ままでも高強度で、且つ比較的良好な靱性と溶接性を有している。さらに、450~650° Cの温度域で焼戻処理 (析出硬化型ステンレス鋼では析出硬化熱処理と呼ぶが、便宜上、以下では焼戻処理と表現する) を一般的に行うが、特に低温域での焼戻では強度、耐CE性および耐摩耗性は焼入ままに比べ向上する。この理由は特開平3-188240号公報や特開平5-112849号公報に開示されているように、微細なV、Nb炭窒化物やCu富化相が粒内析出し、強化されるためとされている。ただし、これらの鋼種も水中翼や排砂設備の部材としての使用を考慮すると、未だ十分な耐力、並びに耐CE性や耐摩耗性を有しているとは言えない。

【0006】 微量合金元素を含むCr-Ni系マルテンサイト系ステンレス鋼、あるいは析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼の高強度化並びに耐CE性や耐摩耗性には、以上の見地からCや合金元素の含有量を一層増加させることが有効であるが、この方法は靱性や溶接性を低下させるため、溶接構造部物である上記の用途には不適当である。

【0007】 一方、特開平2-140465号公報や特開平4-9451号公報では、マルテンサイト相中に残留オーステナイトを10% 以上存在させることにより、耐CE性や靱性が向上すると開示されている。しかし、この方法では耐力が極端に低下するため、著しい高強度が要求される高速船の水中翼等の部材には適用できない。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】 以上のように、従来技術では、優れた耐力、靱性及び溶接性等の溶接構造部材としての特性が要求される高速船の水中翼や排砂設備等の用途の鋼材において、耐CE性及び耐摩耗性をより一

層向上させることは困難であった。従って、本発明の目的は、Cr-Ni系、及び析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼の製造条件を限定することによって上述した問題点を解決し、高速船の水中翼、ダムの排砂設備等の鋼材として利用できる、耐食性に加えて強度、靱性、耐CE性及び耐摩耗性に優れた溶接構造用ステンレス鋼を安価に製造することにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、下記のようにして上記課題を解決するための知見を得た。Cr-Ni系、及び析出硬化型のマルテンサイト系ステンレス鋼は焼入性に優れるため、このようなステンレス鋼に対しては特開平2-243739号公報、特開平3-188240号公報、及び特開平4-280918号公報に開示されているような熱間加工、あるいは温間加工後、直ちに冷却することにより焼入処理を省略した直接焼入（以下、DQと呼ぶ）がなされている。一方、これらの鋼と同様に焼入性に優れた高Ni炭素鋼等ではDQ処理によって、再加熱による焼入処理（以下、RQと呼ぶ）よりも強度の上昇を図ることができることが知られている（例えば、田川ら、日本鋼管技報、No. 111(1986)、P.1）。

【0010】しかし、特開平2-243739号公報、特開平3-188240号公報、及び特開平4-280918号公報に開示されるCr-Ni系、あるいは析出硬化型のマルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法では、主に熱処理工程の省略を目的にDQ処理を実施しているため、強度上昇は殆んど認められず、耐CE性、耐摩耗性に及ぼすDQ処理の影響も検討されていない。

【0011】そこで、本発明者らは、Cu、Nb等の合金元素を含んだCr-Ni系、及び析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼の強度、靱性、耐CE性、耐摩耗性に及ぼす加工熱処理の影響を詳細に検討した結果、以下の知見を得た。本発明鋼では1000°C以下の温度域である程度の加工歪を付与し、冷却するDQ処理を施すことにより、RQ処理材に比べ靱性は低下せず、強度、耐CE性及び耐摩耗性が向上し、その程度は焼入処理を施すと一層顕著となった。更に、耐CE性及び耐摩耗性は、硬度レベルが同程度であれば、RQ材よりもDQ材の方が優れていた。

10

20

30

*

$$T \geq \{7600 / (3.54 - \log[Nb(\%)][C(\%) + N(\%)])\} - 273 \quad (1)$$

【0015】第3発明及び第4発明は、前記第1発明、あるいは第2発明の要件を満たした方法により製造された鋼に対して、更に焼入処理を施すことなく、直接、焼入処理を施すことを特徴とする、耐キャビテーション・エロージョン性及び耐摩耗性に優れた高強度、高靱性マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法である。

【0016】

【作用】以下に、この発明のステンレス鋼の成分限定理由を述べる。

【0017】Cは、強度、耐CE性及び耐摩耗性の向上

10

20

30

*

50

*【0012】DQ処理による強度上昇の原因として、焼入まま（圧延まま）では加工歪による転位密度の上昇、及び熱間加工中あるいは冷却中における微細析出物の加工誘起析出が考えられ、焼入後はマルテンサイト中の転位密度の上昇にともなう転位上析出の増大が考えられる。一方、DQ処理により耐CE性及び耐摩耗性が向上した原因は、上記の強度（硬度）上昇に加えて、CE及び摩耗時の浸食、摩耗単位の微細化によることを本発明者らは見出した。従って、このようなDQ処理を適用することにより、Cや析出強化元素を極端に増加させることなしに、強度、耐CE性及び耐摩耗性を向上させることが可能となり、靱性、溶接性の面から大変有利である。

【0013】以上の知見に基づく、前記した課題は以下に述べる成分限定、及び製造方法の限定により解決される。第1発明は、重量%で、C:0.05%以下、Si:1.0%以下、Mn:1.0%以下、Cu:5.0%以下、Ni:1.5~7.0%、Cr:12.0~17.5%、Mo:0~2.0%（無添加の場合を含む）、N:0.02%以下を含むマルテンサイト系ステンレス鋼に対して、1000°C以下での加工率が10%以上で、且つ700°C以上で仕上がる熱間加工を施し、熱間加工後、直ちに3°C/min以上の冷却速度で室温付近まで冷却することにより、その後の焼入処理を省略することを特徴とする、耐キャビテーション・エロージョン性及び耐摩耗性に優れた高強度、高靱性マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法である。

【0014】第2発明は、重量%で、C:0.05%以下、Si:1.0%以下、Mn:1.0%以下、Cu:5.0%以下、Ni:1.5~7.0%、Cr:12.0~17.5%、Mo:0~2.0%（無添加の場合を含む）、Nb:0.05~0.5%、N:0.02%以下を含むマルテンサイト系ステンレス鋼に対して、(1)式で表せる温度域T(°C)に加熱後、1000°C以下での加工率が10%以上で、且つ700°C以上で仕上がる熱間加工を施し、熱間加工後、直ちに3°C/min以上の冷却速度で室温付近まで冷却することにより、その後の焼入処理を省略することを特徴とする、耐キャビテーション・エロージョン性及び耐摩耗性に優れた高強度、高靱性マルテンサイト系ステンレス鋼の製造方法である。

に有効な成分であり、また、オーステナイト生成元素であるためNi量の低減を図ることができるが、含有量が多くなると靱性、及び溶接性が劣化するため、その上限値は0.05%とする。

【0018】Siは、脱酸作用を有する成分であるが、多量の添加は延靱性の劣化を招くため、上限値は1.0%とする。

【0019】Mnは、Siと同様脱酸作用を有する成分であるが、その含有量が1.0%を超えると耐食性を低下させる。したがって、Mn含有量の上限値は1.0%とする。

【0020】Cuは、耐食性向上に有効な成分であり、オーステナイト生成元素であるためNiの代替となる。また、450～650℃の温度域で焼戻を行うと、微細なCu富化相がマルテンサイト中に析出し、強度、耐CE性及び耐摩耗性を向上させる。しかし、その含有量が5.0%を超えると熱間加工性や靱性が劣化する。したがって、Cu含有量の上限値は5.0%とする。

【0021】Niは、オーステナイト生成元素であり、靱性及び溶接性に優れたマルテンサイトを得るのに必須の成分である。ただし、Ni含有量が1.5%未満ではδフェライトが増加し、強度、靱性及び耐CE性が低下する。また、7.0%を超える添加は高価になるばかりでなく、残留オーステナイトが過剰となり、強度が低下する。したがって、Ni含有量は1.5～7.0%とする。

【0022】Crは、耐食性に最も重要な元素であり、12.0%以上の添加によりその効果が顕著となる。さらに、発明者らは熱間加工時、あるいは焼戻時に粒内析出する微細なCr系析出物が、強度、耐CE性及び耐摩耗性の向上に有効であることを見出した。しかし、フェライト生成元素でもあるため、その含有量が17.5%を超えるとδフェライトが増加するとともに、残留オーステナイトも過剰となり、強度、靱性が著しく低下する。したがって、Cr含有量は12.0～17.5%とする。

【0023】Moは、Crと同様、耐食性向上に有効な元素でありフェライト生成元素でもあるためCrとの置換が可能である。しかし、2.0%を超える添加は靱性を低下させるため、その含有量は0～2.0%とする。

【0024】Nbは、粒内に炭窒化物を形成することにより、粒界の粗大なCr炭化物の形成を抑制し、耐食性の劣化を防止する。また、熱間加工時、あるいは焼戻時に析出したNb炭窒化物は微細であるため、強度、耐CE性及び

$$Ts = \{7600 / (3.54 - \log[Nb(\%)] [C(\%) + N(\%)])\} - 273 \quad (2)$$

の値Ts(℃)で表せることを見出した。したがって、熱間加工における加工率は1000℃を超える温度域で任

$$T \geq \{7600 / (3.54 - \log[Nb(\%)] [C(\%) + N(\%)])\} - 273 \quad (1)$$

で表せる温度域T(℃)とする。ただし、加熱温度が1300℃を超えると製品の表面性状が劣化するため、そのような加熱は望ましくない。

【0029】本発明鋼では600～700℃の温度域で粒界に粗大なCr炭化物が析出し、靱性及び耐食性が低下する。熱間加工後の冷却条件について検討を行った結果、冷却速度が3℃/min未満になると焼きは十分に入るので、冷却中に前記の粗大なCr炭化物が析出する。また、本発明鋼においては室温付近まで冷却を行わないと、残留オーステナイト量が増加し、焼入まま(圧延まま)の強度が著しく低下する。したがって、熱間加工は粗大なCr炭化物が析出しない700℃以上で終了し、その後の冷却は3℃/min以上の冷却速度で室温付近まで実施する。

【0030】以上のようなDQ処理により、RQ処理に

*び耐摩耗性を著しく向上させる効果もある。ただし、Nb添加量が0.05%未満では上記の効果は発揮されず、0.5%を超えると耐食性に及ぼす効果は飽和し、逆に、著しい靱性劣化や溶接時の高温割れの原因となる。したがって、Nb含有量は0.05～0.5%とする。

【0025】Nは、Cと同様オーステナイト生成元素でありNi含有量の低減を図ることができるが、強度、耐CE性及び耐摩耗性向上にはほとんど寄与しない。また、その含有量が増加すると靱性、溶接性が著しく劣化するため、上限値は0.02%とする。

【0026】次に、製造方法の限定理由を述べると、本発明者らの検討結果よりDQ処理材の靱性は熱間加工条件にほとんど依存せず、RQ材と同等である。また、強度、耐CE性及び耐摩耗性も1000℃を超える温度域での加工には依存せず、RQ材よりも高強度で、且つ良好な耐CE性及び耐摩耗性を得るためには1000℃以下での加工率を10%以上とする必要がある。

【0027】また、Nbを0.05%以上添加した鋼(以下、Nb添加鋼と呼ぶ)のDQ処理材では、特に、熱間加工時にNb炭窒化物が微細に加工誘起析出し、著しく強度、耐CE性及び耐摩耗性が向上する。しかし、Nb炭窒化物は比較的高温まで安定であるため、熱間加工前の加熱時に粗大な析出物として存在する場合がある。このようにNb炭窒化物が加熱時に存在すると、熱間加工時の微細析出量が低下し、DQ処理による強度、耐CE性及び耐摩耗性向上の効果が少なくなるばかりでなく、粗大析出のために著しく靱性が劣化する。

【0028】そこで、本発明者らはNb添加鋼におけるNb炭窒化物の固溶温度と成分との関係を検討した結果、Nb炭窒化物が完全固溶する最低温度は下記(2)式：

※意とするが、1000℃以下では10%以上とする。更に、Nb添加鋼では熱間加工前の加熱温度を下記(1)式：

比べ靱性や耐食性は同等で、強度、耐CE性及び耐摩耗性が向上する。ただし、その程度は焼入まま(圧延まま)よりも、焼戻処理を施すことにより一層顕著となる。一般に、本発明鋼の焼戻処理は強度と靱性のバランスより必要に応じて調整するため450～650℃の温度域で行うが、上記の効果は500℃前後の焼戻で最も発揮される。また、耐食性を重視する場合は前記したように粗大なCr炭化物が析出しない600℃以下の焼戻が適当である。

【0031】

【実施例】次に、この発明を実施例により、比較例と対比しながら説明する。

【実施例1】表1に示す本発明の範囲内の化学成分を有する50kgインゴットに対して、1250℃加熱後、1000℃以下の圧下率：0～70%、仕上温度：650～1050℃

Cの熱間圧延を施し、室温まで直ちに空冷(35° C/min程度)すること(DQ処理)により厚さ20mmの鋼板を製造した。
*【0032】
【表1】

鋼	化学成分組成 (wt.%)									Ts
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	T.N	
A	0.012	0.67	0.65	0.5	5.9	15.1	0.5	—	0.008	—
B	0.039	0.47	0.69	3.7	4.8	15.7	—	0.28	0.014	1143

$$Ts = \{7600 / (3.54 - \log [Nb(wt. \%)][C(wt. \%) + N(wt. \%)])\} - 273$$

【0033】また、冷却速度の影響を調査するため、1000° C以下での圧下率：70%、仕上温度：700° Cに固定し、圧延後の冷却速度を1～100° C/minの範囲で変化させた鋼板も製造した。更に、比較用供試材として、上記圧延鋼板(1000° C以下での圧下率：70%、仕上温度：700° C、冷却：空冷)に対して、鋼Aでは950° C、鋼Bでは1050° C加熱後、室温まで空冷する焼入処理(RQ処理)を行った鋼板も用意した。上記圧延まま(DQ)及び焼入(RQ)ままの鋼板と、更に本鋼板に対して550° C加熱後、空冷の焼戻処理を施した鋼板から、引張試験片(9mmφ、G.L.=36mm)、CE試験片(厚さ5mm×幅25mm×長さ25mm)、摩耗試験片(10mmφ×長さ60mm)、2mmVノッチ付きシャルピー衝撃試験片(フルサイズ)及び孔食電位測定用試験片を採取した。一方、耐CE性、耐摩耗性及び靱性に及ぼす硬さの影響を調べるため、鋼Bでは上記のDQまま材及びRQまま材に対して、450～600° Cの温度域で焼戻処理を行ない、硬さを種々変化させた鋼板からも同様のサンプルを採取した。

【0034】CE試験は次の方法で行なった。図1はCE試験装置を示す概略縦断面図である。CE試験は同図に示すように磁歪振動子を用いた超音波発生装置1より発生させた振動(19.5 KHz、振幅10μm)をホーン2で増幅、伝達し、循環させた温度25℃の3.5%NaCl水溶液4中に固定したCE試験片3の表面にキャビテーションを発生させる方法で行ない、20hr試験後のCE試験片3の重量減少量を測定した。また、摩耗試験は次の方法で行なった。図2は摩耗試験装置を示す概略縦断面図である。摩耗試験は同図に示すようにモーター5により、回転円板6に固定した摩耗試験片7を摩耗剤(珪砂75kgに対して水30リットル)8中で周速4m/sで回転させる方法で行ない、4hr試験後の摩耗試験片7の重量減少量を測定した。一方、孔食電位はJIS G0577により、電流密度が100μA/cm²となる電位を求めた。

【0035】次に、試験結果について述べる。焼入まま(圧延まま)及び550° C焼戻処理後の、0.2%耐力、引張強さ、CE試験及び摩耗試験での重量減少量、並びに0° Cでの吸収エネルギーと、1000° C以下での圧下率との関係をそれぞれ、図3及び図4に示す。

【0036】図3、図4によれば下記事項がわかる。1000° C以下での圧下率が10%以上の熱間圧延を施したDQ処理材は、RQ処理材と比較して、0.2%耐力及び引張強さは上昇し、CE試験及び摩耗試験での重量減少量も減少するが、吸収エネルギーは殆ど変わらない。また、DQ処理材、RQ処理材ともに焼入ままに比べ、焼戻処理を施すことにより0.2%耐力は一層上昇し、また、Cu含有量が多く、Nbを添加した鋼Bでは耐CE性及び耐摩耗性もより良好となることがわかる。

【0037】鋼BのCE試験及び摩耗性試験での重量減少量及び0° Cでの吸収エネルギーと硬さとの関係を図5に示す。図5によれば硬さが同程度であれば、RQ処理材よりもDQ処理材の方が、耐CE性及び耐摩耗性に優れていることがわかり、靱性の面からも有利であることが理解される。

【0038】孔食電位と仕上温度との関係を図6に示す。すなわち、この図6によれば仕上温度が700° C未満になるとDQ処理材の耐食性は劣化することがわかる。孔食電位と熱間圧延後の冷却速度との関係を図7に示す。図7によれば冷却速度が3° C/min未満になるとDQ処理材の耐食性は劣化することが理解される。

【0039】〔実施例2〕表2に示す本発明の範囲内の化学成分を有するNb添加鋼の50kgインゴットから熱処理用サンプルを採取し、900～1300° Cの温度域に加熱後、水冷した。このサンプルに対して電解腐食後、残渣を抽出し、X線回折法によりNb炭窒化物の有無を調査した。

【0040】
【表2】

鋼	化学成分組成 (wt.%)									Ts
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	T.N	
C	0.019	0.45	0.69	2.6	5.3	14.1	1.5	0.18	0.012	1039
D	0.041	0.79	0.47	0.9	4.0	14.8	—	0.27	0.016	1147
E	0.047	0.26	0.50	4.2	4.6	15.5	—	0.50	0.019	1240
F	0.028	0.51	0.65	0.4	6.2	15.7	0.3	0.09	0.008	974
G	0.038	0.34	0.39	3.6	4.9	16.2	—	0.41	0.015	1188

$$Ts = \{7600 / (3.54 - \log[Nb(wt. \%)] [C(wt. \%)] + N(wt. \%)]\} - 273$$

【0041】一方、表2中の鋼D及び鋼Eの上記インゴットに対して、1100～1250℃加熱後、1000℃以下での圧下率：10%、仕上温度：1000℃の熱間圧延を施し、室温まで直ちに空冷すること（DQ処理）により板厚20mmの鋼板を製造した。また、比較用供試材として、上記圧延鋼板（鋼Dは1200℃加熱圧延材、鋼Eは1250℃加熱圧延材）に対して、1050℃加熱後、室温まで空冷する焼入処理（RQ処理）を行った鋼板も用意した。以上の鋼板に対して、550℃加熱後、空冷の焼戻処理を施す。

$$Ts = \{7600 / (3.54 - \log[Nb(\%)][C(\%) + N(\%)])\} - 273 \quad (2)$$

【0043】鋼D及び鋼Eのそれぞれについて、硬さ、CE試験及び摩耗試験での重量減少量、J並びに0℃での吸収エネルギーと、加熱温度との関係を図9に示す。図9によればDQ処理材においてTs（℃）以上の温度域に加熱後、熱間圧延を施した場合、硬さが最高となり、良好な耐CE性、耐摩耗性が得られることがわかる。一方、DQ処理材において熱間圧延前の加熱温度がTs（℃）未満の温度域になると靱性はRQ処理材に比

10 * し、硬さ測定用試験片、CE試験片、摩耗試験片及び2mmVノッチ付きシャルピー衝撃試験片（フルサイズ）を採取した。

【0042】Nb炭窒化物が完全固溶する最低温度と、成分との関係を図8に示す。図8によれば、(2)式の値Ts（℃）以上の温度域に加熱することにより、Nb添加鋼におけるNb炭窒化物が完全に固溶することが理解される。

20 ※べ低下することが理解される。

【0044】〔実施例3〕表3に示す本発明の範囲内の化学成分を有する50kgインゴットに対して、表4に示す本発明の範囲内または範囲外の条件で、熱間圧延後、冷却するDQ処理を施し、板厚20mmの鋼板を製造した。

【0045】

【表3】

鋼	化学成分組成 (wt.%)									Ts
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	T.N	
1	0.026	0.84	0.53	2.4	1.9	12.3	0.6	—	0.008	—
2	0.009	0.38	0.49	0.7	6.6	13.9	1.1	—	0.010	—
3	0.048	0.69	0.60	4.4	3.7	15.1	—	0.45	0.020	1231
4	0.034	0.25	0.71	0.2	5.3	17.0	—	0.29	0.016	1140

$$Ts = \{7600 / (3.54 - \log[Nb(wt. \%)] [C(wt. \%)] + N(wt. \%)]\} - 273$$

【0046】また、比較用供試材として圧延鋼板に対して、表4に併せて示す温度に加熱後、室温まで空冷する焼入処理を施したRQ処理鋼板も用意した。更に、一部の鋼ではDQ処理材、及びRQ処理材とも表4に示す温度に加熱後、室温まで空冷する焼戻処理を施した。いずれの鋼板からも、引張試験片（9φ、G.L.=36mm）、CE試験片、摩耗試験片、2mmVノッチ付きシャルピー衝撃試験片（フルサイズ）及び孔食電位測定用試験片を採

取した。

【0047】表4に示す方法で製造した鋼板の0.2%耐力、引張強さ、CE試験及び摩耗試験での重量減少量、0℃での吸収エネルギー及び孔食電位を、DQ処理材とRQ処理材とで比較して表5に示す。

【0048】

【表4】

11

12

	符号	鋼種	Ts	加熱温度 (°C)	1000°C以下 での圧下率 (%)	仕上温度 (°C)	冷却速度 (°C/min)	冷却停止 温度(°C)	焼戻温度 (°C)	RQ材の 焼入温度 (°C)
本 発 明 法	イ	1	—	1100	30	800	35	30	500	1000
	ロ	2	—	1200	15	900	3	30	—	900
	ハ	3	1231	1250	50	850	35	30	600	1050
	ニ	4	1140	1150	70	700	10	30	—	950
	ホ	4	1400	1200	10	1000	100	30	550	1000
比 較 法	ヘ	1	—	1200	30	700	1	30	550	1000
	ト	2	—	1100	0	1050	35	30	450	1000
	チ	2	—	1150	50	650	100	30	—	900
	リ	3	1231	1200	30	900	10	30	600	1050
	ヌ	3	1231	1250	10	1000	100	100	—	1050
	ル	4	1140	1100	50	800	35	30	—	950
	オ	4	1140	1150	0	1050	3	30	500	1000

アンダーラインは本発明法の限定条件外であることを示す。

$$T_s = \{7600 / (3.54 - \log [Nb(wt. \%)][C(wt. \%) + N(wt. \%)])\} - 273$$

【0049】

【表5】

	符号	0.2%耐力 (MPa)		引張強さ (MPa)		CE減量(mg)		摩耗減量(g)		0°Cの吸収エネルギー(J)		孔食電位(mV)	
		DQ材	RQ材	DQ材	RQ材	DQ材	RQ材	DQ材	RQ材	DQ材	RQ材	DQ材	RQ材
本 発 明 法	イ	1058	904	1151	985	42	97	1.47	1.59	120	138	165	160
	ロ	765	703	991	931	57	70	1.67	1.72	219	203	204	222
	ハ	1218	1047	1303	1152	9	50	1.07	1.33	76	89	179	194
	ニ	1031	710	1135	1078	26	55	1.54	1.71	105	97	223	219
	ホ	1186	1018	1164	1094	24	59	1.46	1.62	92	100	225	234
比 較 法	ヘ	1009	861	1098	964	44	100	1.48	1.57	118	153	68	157
	ト	846	852	929	935	85	88	1.78	1.74	220	243	217	205
	チ	784	706	1005	928	59	68	1.65	1.70	181	229	132	215
	リ	1098	1060	1175	1145	42	48	1.96	1.39	49	82	184	172
	ヌ	762	793	1087	1110	25	56	1.68	1.64	114	105	190	195
	ル	802	709	1096	1080	45	50	1.59	1.57	70	101	200	212
	オ	1028	1031	1100	1103	61	57	1.60	1.61	84	95	225	230

【0050】表5によれば本発明法で製造したDQ処理材の強度、耐CE性及び耐摩耗性は、いずれもRQ処理材に比べ優れており、また、靱性及び耐食性も同等以上であることが理解される。

【0051】

【発明の効果】以上のように、この発明によればCu、Nb等の合金元素を含むCr-Ni系、及び析出硬化型マルテンサイト系ステンレス鋼の靱性、耐食性を劣化させることなく、強度、耐CE性及び耐摩耗性を向上させることが

容易にできる効果がある。また、再加熱による焼入処理を省略できることから、製造工程の簡略化の面からも利点がある。したがって、高速船の水中翼、ダムの排砂設備等の材料として利用できる構造用高強度ステンレス鋼を安価に提供することが可能となる、工業上有用な効果がもたされる。

【図面の簡単な説明】

【図1】CE試験装置を示す概略縦断面図である。

【図2】摩耗試験装置を示す概略縦断面図である。

13

【図3】実施例1における鋼の焼入まま（圧延まま）の0.2%耐力、引張強さ、CE試験及び摩耗試験時の重量減少量、並びに0°Cでの吸収エネルギーと、1000°C以下の圧下率との関係を示すグラフである。

【図4】実施例1における鋼の550°C焼戻後の0.2%耐力、引張強さ、CE試験及び摩耗試験時の重量減少量、並びに0°Cでの吸収エネルギーと、1000°C以下の圧下率との関係を示すグラフである。

【図5】実施例1における鋼BのCE試験及び摩耗試験時の重量減少量、並びに0°Cでの吸収エネルギーと、硬

さとの関係を示すグラフである。

【図6】実施例1における鋼の孔食電位と仕上温度との関係を示すグラフである。

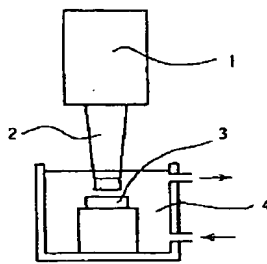
【図7】実施例1における鋼の孔食電位と熱間圧延後の冷却速度との関係を示すグラフである。

【図8】実施例2における鋼のNb炭窒化物が完全固溶する最低温度と成分との関係を示すグラフである。

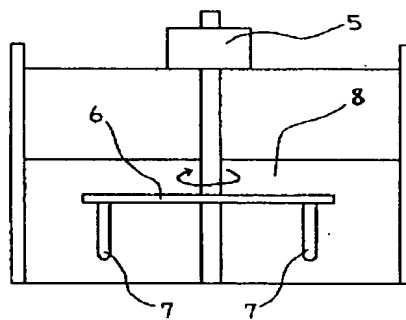
【図9】実施例2における鋼D及び鋼Eの硬さ、CE試験及び摩耗試験時の重量減少量、並びに0°Cでの吸収エネルギーと、加熱温度との関係を示すグラフである。

10

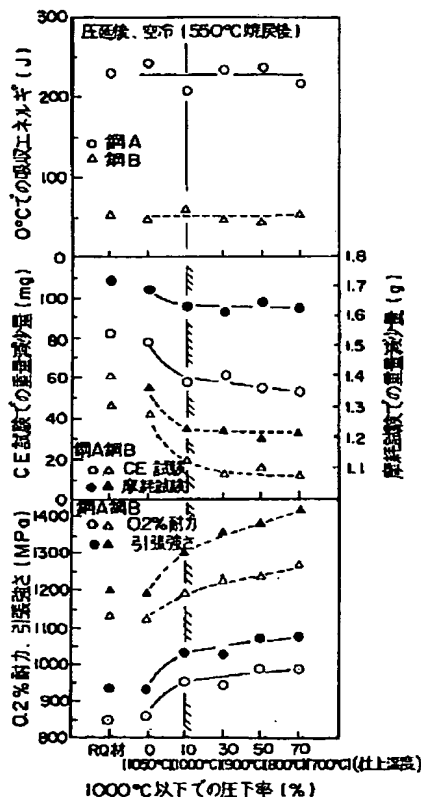
【図1】



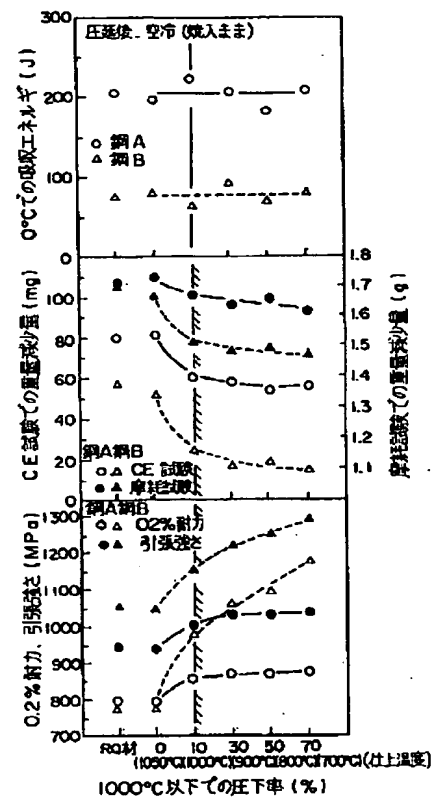
【図2】



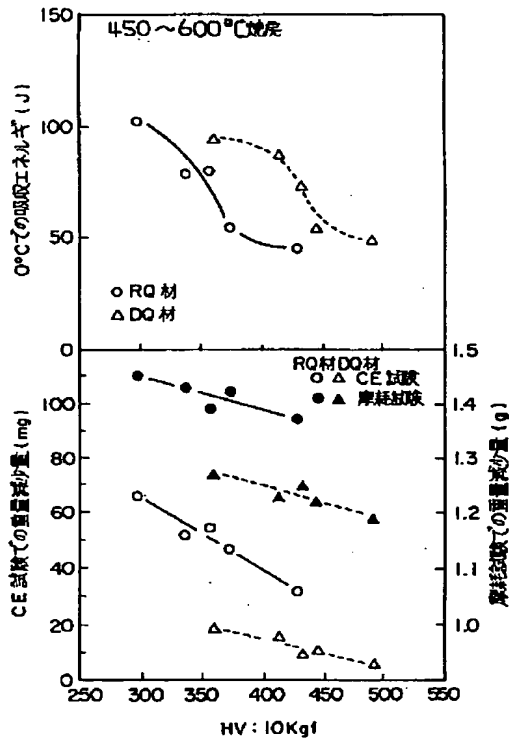
【図4】



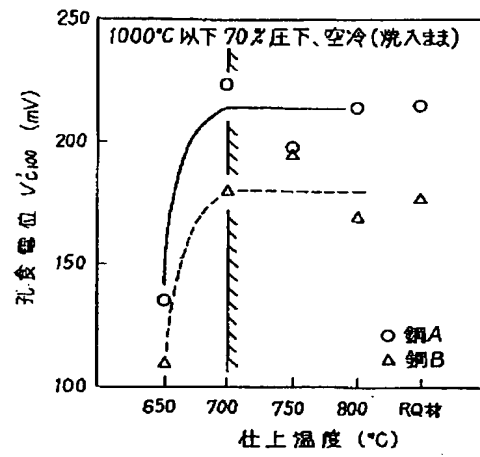
【図3】



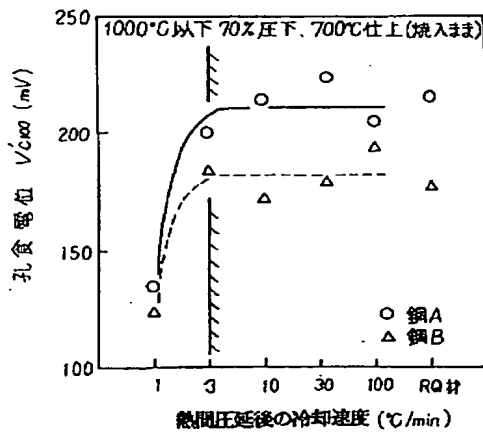
【図5】



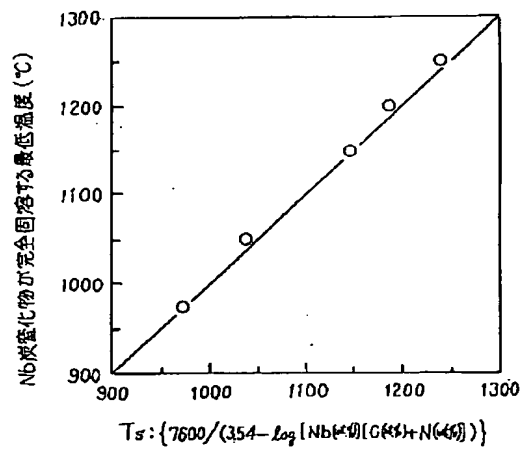
【図6】



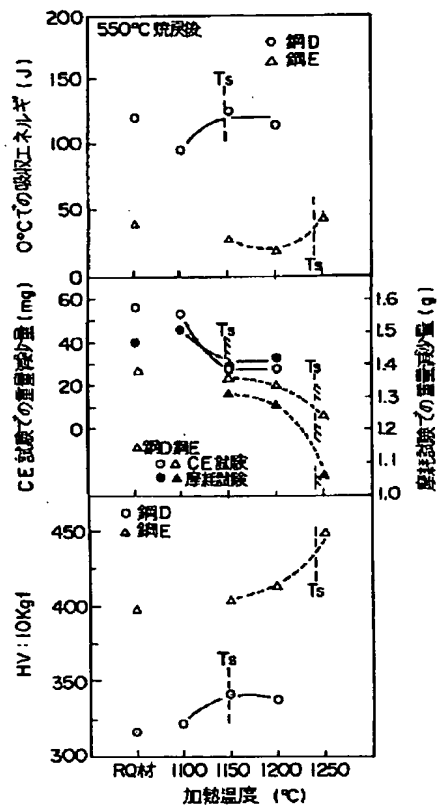
【図7】



【図8】



【図9】



フロントページの続き

(72)発明者 諏訪 稔

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本钢管株式会社内